

고강도 Twinning Induced Plasticity 강의 인장 특성에 미치는 변형률 속도와 온도의 영향

이정훈¹ · 이성학¹ · 신상용^{2†}

¹포항공과대학교 항공재료연구센터, ²울산대학교 첨단소재공학부

Effects of Strain Rate and Temperature on Tensile Properties of High Mn Twinning Induced Plasticity Steels

Junghoon Lee¹, Sunghak Lee¹ and Sang Yong Shin^{2†}

¹Center for Advanced Aerospace Materials Pohang University of Science and
Technology, Pohang 37673, Republic of Korea

²School of Materials Science and Engineering University of Ulsan, Ulsan 44610, Republic of Korea

(Received September 12, 2017 : Revised October 23, 2017 : Accepted October 20, 2017)

Abstract Four types of high Mn TWIP(Twinning Induced Plasticity) steels were fabricated by varying the Mn and Al content, and the tensile properties were measured at various strain rates and temperatures. An examination of the tensile properties at room temperature revealed an increase in strength with increasing strain rate because mobile dislocations interacted rapidly with the dislocations in localized regions, whereas elongation and the number of serrations decreased. The strength decreased with increasing temperature, whereas the elongation increased. A martensitic transformation occurred in the 18Mn, 22Mn and 18Mn1.6Al steels tested at -196°C due to a decrease in the stacking fault energies with decreasing temperature. An examination of the tensile properties at -196°C showed that the strength of the non-Al added high Mn TWIP steels was high, whereas the elongation was low because of the martensitic transformation and brittle fracture mode. Although a martensitic transformation did not occur in the 18Mn1.9Al steel, the strength increased with decreasing temperature because many twins formed in the early stages of the tensile test and interacted rapidly with the dislocations.

Key words high Mn TWIP steels, tensile properties, strain rate, temperature, work hardening rate.

1. 서 론

TWIP(Twinning Induced Plasticity) 강은 고강도 및 고연신율과 같은 우수한 기계적 특성으로 인해 최근 자동차 부품으로 활용되기 위해 전세계적으로 활발히 연구되고 있다. TWIP 강은 변형 중에 기계적 쌍정(twin)이 형성되고, 이들은 전위의 이동을 방해하여 가공경화능이 높는데, 이러한 효과는 동적 Hall-Petch 효과로 알려져 있다.¹⁻⁵⁾ 구조용 철강재료는 변형률 속도가 증가함에 따라 강도가 증가하는 반면, 연신율은 감소하는데, 이는 전위의 급격한 상호 작용으로 인해 높은 가공 경화 효과

가 나타나기 때문이다.⁶⁾ 그리고 온도가 감소하면 강도는 증가하지만, 파괴 기구가 연성 파괴에서 취성 파괴로 전환되어 연신율은 감소하게 된다.^{6,7)} Curtze 등은 TWIP 강의 기계적 특성이 변형에 따른 강화 기구, 전위, 슬립, 쌍정, 마르텐사이트 변태와 관련이 있으며, 이들은 온도 의존성을 보인다고 보고하였다.⁷⁾

TWIP 강에서는 인장 시험 동안 인장 곡선에서 톱니 모양의 serration이 발생하기도 한다.⁸⁻¹²⁾ 이 serration 현상은 일반적으로 동적 변형 시효에 의해 설명되며,^{6,13-15)} 이 때 재료에는 국부적인 Portevin-Le Chatelier 변형 밴드가 형성된다.⁸⁻¹¹⁾ 변형률 속도와 온도의 변화는 인장 특

[†]Corresponding author

E-Mail : sshin@ulsan.ac.kr (S. Y. Shin, Univ. of Ulsan)

© Materials Research Society of Korea, All rights reserved.

This is an Open-Access article distributed under the terms of the Creative Commons Attribution Non-Commercial License (<http://creativecommons.org/licenses/by-nc/3.0>) which permits unrestricted non-commercial use, distribution, and reproduction in any medium, provided the original work is properly cited.

성뿐만 아니라 *serration* 현상에도 영향을 미치며, 결국 쌍정, 슬립, 전위, 변형 밴드, 오스테나이트-마르텐사이트 변태와 같은 미세조직학적 인자에 의해 결정된다. 또한 이들 미세조직학적 인자들은 인장 특성인 가공 경화율, 강도, 연신율에도 영향을 준다. 많은 연구자들이 변형률 속도와 온도에 따른 TWIP 강의 인장 특성의 변화를 다양하게 설명하고 있지만 이들을 종합적으로 그리고 변형 초기와 후기 등을 구분하여 조직의 변화와 이에 따른 물성의 변화를 체계적으로 이해하는데는 여전히 어려움이 있다.

따라서 본 연구에서는 Mn과 Al 함량을 달리한 4가지 종류의 고망간 TWIP 강을 제조하였다. 이 후 변형률 속도와 온도를 변화시켜 인장 시험을 수행하였고, 변형 후의 미세조직을 관찰하였다. 그리고 강도, 연신율, 가공 경화율, *serration* 모양, 파면 형태와 같은 인장 특성을 변형 초기와 후기로 나누어 조사하였다. 이들로부터 TWIP 강의 인장 특성에 미치는 변형률 속도 및 온도의 영향을 미세조직학적 인자와 함께 조사하였다.

2. 실험 방법

진공 용해로를 이용하여 4가지 종류의 TWIP 강을 제조하였다. 화학조성은 0.6C-18Mn, 0.6C-22Mn, 0.6C-18Mn-1.6Al, 0.6C-18Mn-1.9Al이다. 본 논문에서는 각각의 강재를 '18Mn', '22Mn', '18Mn1.6Al', '18Mn1.9Al'로 명명하였다. 두께가 30 mm 인 두꺼운 판을 1150 °C에서 1 시간 균질화한 후, 1100 °C에서 열간 압연하였다. 마무리 압연 온도는 900 °C이다. 열간 압연된 강판(두께 2.5 mm)을 450 °C로 수냉하였고, 이 온도에서 압연하여 1.4 mm 두께의 판재를 만들고, 800 °C에서 30초간 유지한 다음 수냉시켰다.

강판의 L-T면(longitudinal-transverse plane)을 기계적 및 전해 연마하고, 주사전자현미경(field emission scanning electron microscope, model; S-4300E, Hitachi, Tokyo, Japan), X-선 회절기(Cu radiation, scan rate = 2 degree·min⁻¹, scan step size = 0.02 degree), EBSD(Electron backscatter diffraction)를 이용하여 미세조직을 관찰하였다.

판상 인장 시편을 게이지 길이 25 mm, 폭 6 mm, 두께 1.4 mm로 판재의 L 방향(longitudinal direction)으로 준비하였다. 변형률 속도를 10⁻¹ sec⁻¹ 과 10⁻³ sec⁻¹ 로 달리하여 상온에서 인장 시험하였다. 또한 변형률 속도를 10⁻¹ sec⁻¹ 로 고정하여 200 °C 와 -196 °C에서도 인장 시험하였다. 인장 시험에는 10⁴ kgf 용량의 만능시험기(model; Instron 5582, Instron Corp., Canton, MA, USA)를 사용하였다. 파괴된 인장 시편은 주사전자현미경(field emission scanning electron microscope, model; S-4300E,

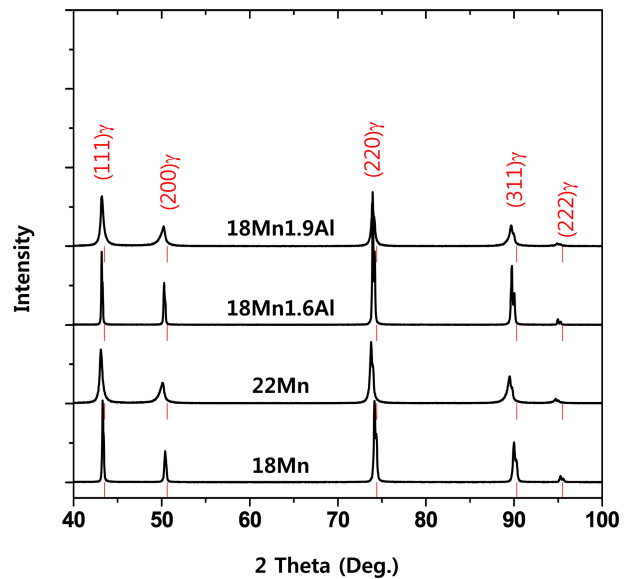


Fig. 1. X-ray diffraction patterns of the high Mn TWIP steel sheets.

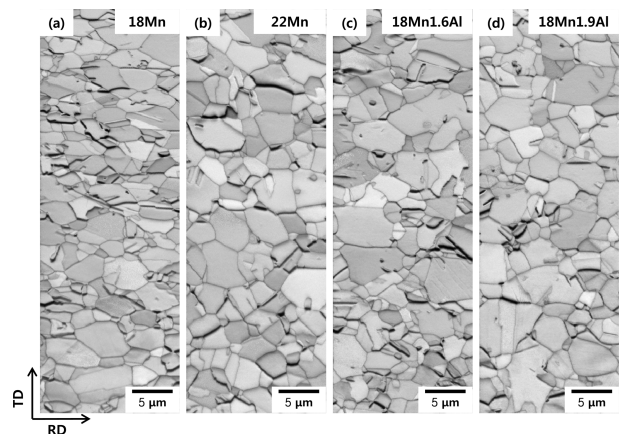


Fig. 2. EBSD image quality maps of the (a) 18Mn, (b) 22Mn, (c) 18Mn1.6Al, and (d) 18Mn1.9Al steel sheets.

Hitachi, Tokyo, Japan)으로 파면을 관찰하고, X-선 회절기로 인장 시편의 미세조직 변화를 관찰하였다.

3. 결 과

3.1 변형률 속도 10⁻³ sec⁻¹과 10⁻¹ sec⁻¹에서의 인장 특성

Fig. 1과 2는 4종류 강재의 X선 회절 분석결과와 EBSD 분석결과이다. 모든 강재는 오스테나이트 단상으로 5 μm 정도의 결정립 크기이다. Fig. 3과 4는 변형률 속도 10⁻³ sec⁻¹과 10⁻¹ sec⁻¹에서의 인장 곡선과 가공경화율 곡선이다. Table 1에 항복강도, 인장강도, 연신율 등의 인장 특성을 정리하여 나타내었다. 변형률 속도 10⁻³ sec⁻¹ 일 때 항복강도는 470 ± 20 MPa 정도이며, Mn과 Al의 함량이

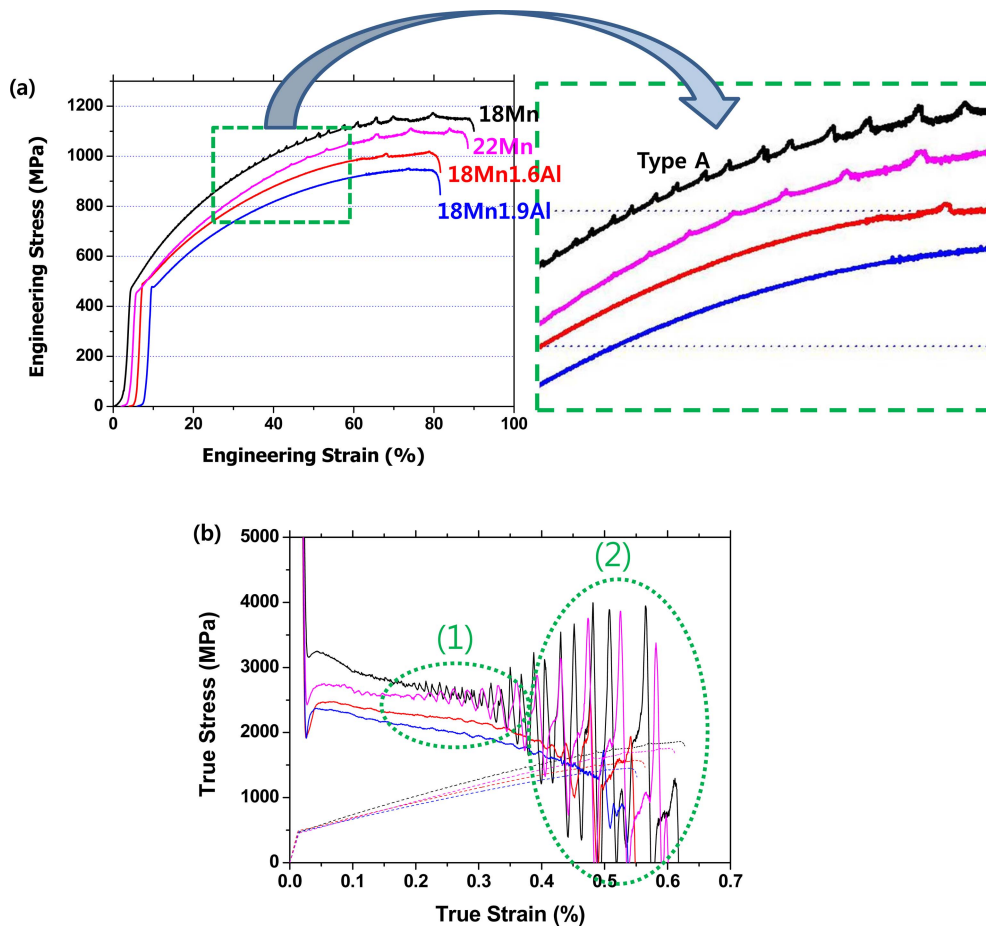


Fig. 3. (a) Room-temperature stress-strain curves and (b) work hardening rates of the high Mn TWIP steels tested at a strain rate of 10^{-3} sec^{-1} .

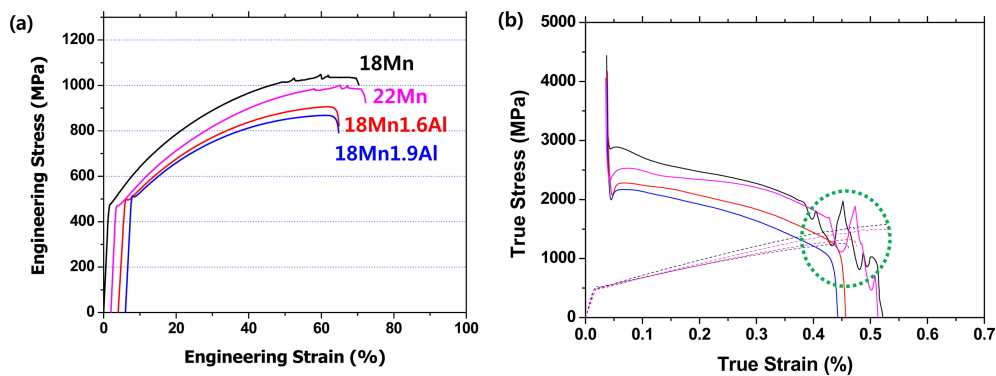


Fig. 4. (a) Room-temperature stress-strain curves and (b) work hardening rates of the high Mn TWIP steels tested at a strain rate of 10^{-1} sec^{-1} .

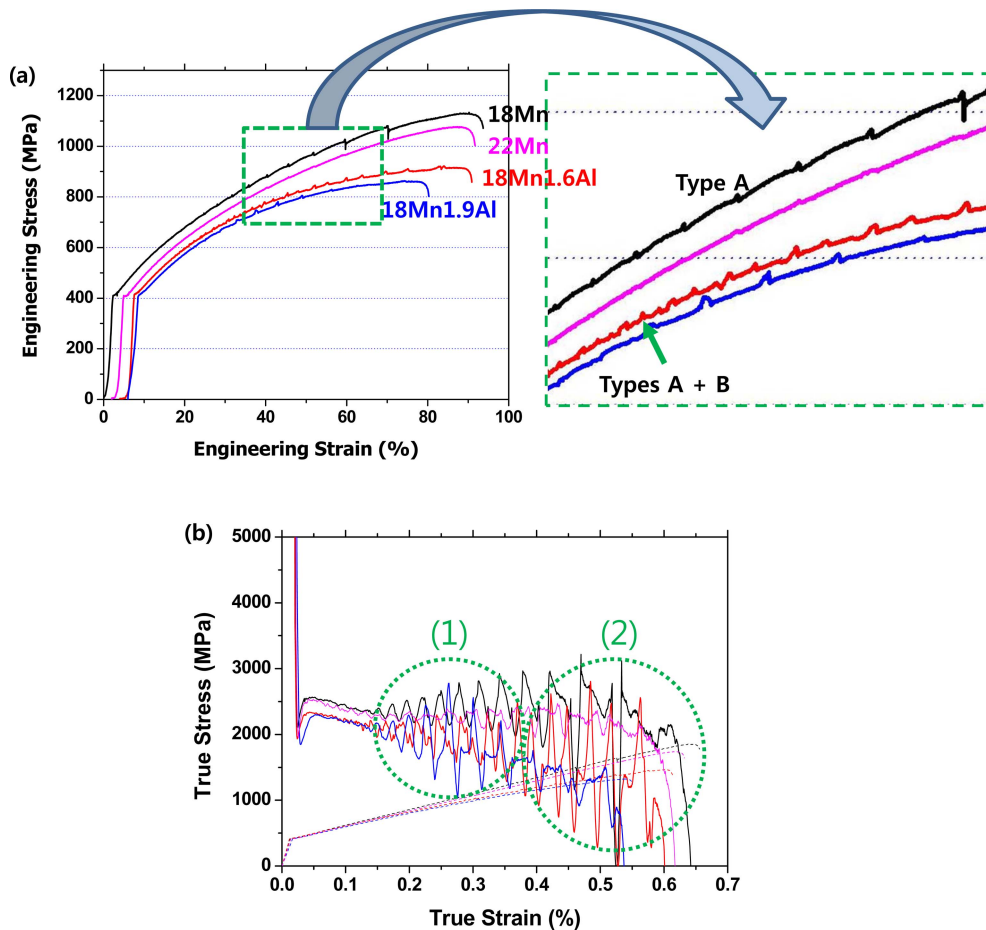
증가할수록 인장강도와 연신율은 감소하였다. Al의 함량이 증가할수록 적층 결함 에너지는 감소하기 때문에, Al의 함량이 높을수록 변형 시 쌍정의 발생과 슬립의 활동이 억제된다.^{8-11,16,17)} Al 첨가 TWIP 강은 Al 미첨가 TWIP 강에 비해 강도가 낮는데, 이는 쌍정과 전위의 상호작용이 감소하였기 때문이다. Al 첨가 시 AlN 등의 형성으로 인장 시험 시 응력 집중에 의해 연신율이 감소할

수도 있다.¹⁶⁾

Fig. 3의 변형률 속도 10^{-3} sec^{-1} 에서의 인장 곡선에서는 18Mn과 22Mn 강에서 Type A serration이 발생한다. Type A serration은 인장 곡선의 윗 방향으로 뿔족하게 올라가는 형태를 갖는다. serration의 크기는 Al이 증가할수록 감소하는데, Al이 미첨가된 18Mn과 22Mn 강에서는 serration이 관찰되지만, Al 첨가한 강에서는

Table 1. Room-Temperature Tensile Properties of the High Mn TWIP Steels.

Steel	Temperature & Strain Rate	Yield Strength (MPa)	Ultimate Tensile Strength(MPa)	Elongation (%)	Yield Ratio (%)
18Mn	Room-Temperature & 10^{-3} sec^{-1}	468	1170	90.1	40.0
22Mn		454	1117	86.5	40.6
18Mn1.6Al		488	1017	77.5	48.0
18Mn1.9Al		478	954	75.4	50.1
18Mn	Room-Temperature & 10^{-1} sec^{-1}	467	1049	70.4	44.5
22Mn		467	1001	70.2	46.7
18Mn1.6Al		493	907	60.8	54.4
18Mn1.9Al		511	868	58.8	58.9

**Fig. 5.** (a) Stress-strain curves and (b) work hardening rates of the high Mn TWIP steels tested at 200 °C.

serration이 발생하지 않는다. Hong 등은 Al 미첨가 고망간 TWIP 강에서 상온 인장 시 발생하는 serration이 국부적인 Portevin-Le Chatelier 변형 밴드와 쌍정의 상호작용 때문이라고 보고하였다.¹⁷⁾ 그리고 Al 첨가 고망간 TWIP 강에서는 Al 미첨가 고망간 TWIP 강보다 인장 시험 동안 쌍정이 더 적게 형성되고, 슬립이 더 많이 발생하기 때문에 Al 첨가 고망간 TWIP 강에서는 serration의 발생도 더욱 억제된다.^{16,17)} Serration이 발생하면

가공경화율 곡선이 위아래로 심하게 변동폭을 가진다. 본 연구에서도 18Mn과 22Mn 강에서 초기 변형 구간에서 serration이 일부 발생하여 가공경화율 곡선도 약간 변동폭을 보인다(Fig. 3(b)의 (1)영역). 반면, 후반 변형 구간에서는 serration이 크게 발생하여 가공경화율 곡선도 심하게 변동폭을 갖는다(Fig. 3(b)의 (2)영역).

변형률 속도 10^{-1} sec^{-1} 에서의 강재들의 항복강도는 $490 \pm 30 \text{ MPa}$ 정도이며, Mn과 Al의 함량이 증가할수록 인

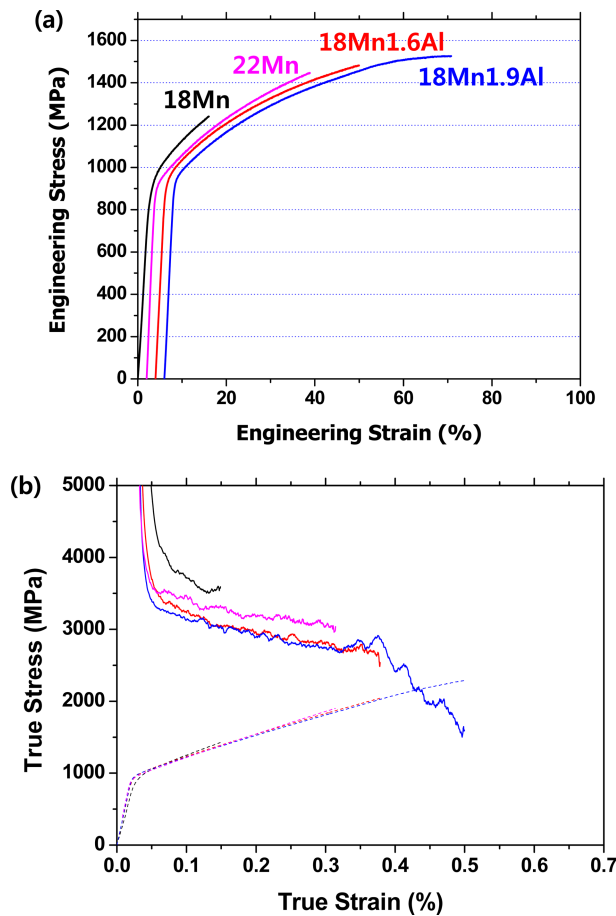


Fig. 6. (a) Stress-strain curves and (b) work hardening rates of the high Mn TWIP steels tested at -196°C .

장강도와 연신율이 감소하였다. 변형률 속도가 증가함에 따라 항복강도는 증가하였고, 반면 인장강도와 연신율은 감소하였다. 일반적인 구조용 철강재료에서 전위의 이동 속도는 변형률 속도가 증가함에 따라 증가하는데, 이러한 이유로 변형률 속도가 증가함에 따라 인장강도는 증가하고 연신율은 감소한다.⁶⁾ 반면, TWIP 강에서는 전위 뿐만 아니라 쌍정의 형성, 마르텐사이트 변태, 쌍정과 전

위의 상호작용이 복잡하게 가공 경화 효과에 영향을 미치므로 강도 및 연신율이 변화한다.

Fig. 3과 4를 비교하면, 변형률 속도가 증가할수록 serration의 발생량은 감소하였다. Al 첨가 TWIP 강에서는 serration이 발생하지 않았고, 18Mn과 22Mn 강에서는 변형 후반부에서 serration이 약간 발생하였다. 가공경화를 곡선에서 serration이 발생하지 않을 때는 가공경화를 곡선이 거의 변동폭이 없지만, 변형 후반부의 serration이 발생한 구간에서는 가공경화를 곡선도 변동폭을 보인다 (Fig. 4(b)의 녹색 점선 원).

3.2 200°C 와 -196°C 에서의 인장 특성

Fig. 5와 6은 200°C 와 -196°C 에서 시험한 인장곡선과 가공경화를 곡선을 나타내었다. Table 2에서 이들 온도에서 측정된 인장 특성을 정리하여 나타내었다. 200°C 에서 인장 시험한 항복강도는 415 ± 10 MPa 정도이며, Mn과 Al의 함량이 증가할수록 인장강도와 연신율은 감소하였다. 상온과 비교할 때, 온도가 증가할수록 강도는 감소하였고, 연신율은 증가하였다.

Al 미첨가 TWIP 강에서는 Type A serration이 발생하였고, 18Mn1.6Al 강에서는 Type A + Type B serration가 발생하였다. Type B serration은 인장 곡선의 아래 방향으로 뾰족하게 내려가는 형태를 갖는다. 상온과 마찬가지로 초기 변형 구간에서 serration이 일부 발생하여 가공경화를 곡선도 약간 변동폭을 보인다(Fig. 5(b)의 (1)영역). 반면, 후반 변형 구간에서는 serration이 크게 발생하여 가공경화를 곡선도 심하게 위아래로 변동폭을 보인다(Fig. 5(b)의 (2)영역).

-196°C 에서 인장 시험한 항복강도는 18Mn 강이 761 MPa로 가장 낮고 다른 강들은 870 ± 20 MPa 정도이다. 상온과 비교할 때, 온도가 감소할수록 강도는 증가하였고, 연신율은 감소하였다. -196°C 에서 인장 시험 시에는 serration이 발생하지 않았다. Mn과 Al의 첨가량이 증가할수록 인장강도와 연신율은 증가하였다.

Table 2. Tensile Properties at Temperatures of 200 and -196°C of the High Mn TWIP Steels.

Steel	Temperature & Strain Rate	Yield Strength (MPa)	Ultimate Tensile Strength(MPa)	Elongation (%)	Yield Ratio (%)
18Mn	200°C & 10^{-3}sec^{-1}	411	1130	93.7	36.4
22Mn		408	1077	89.6	37.9
18Mn1.6Al		421	921	86.8	45.7
18Mn1.9Al		415	864	74.1	48.0
18Mn	-196°C & 10^{-3}sec^{-1}	761	1241	15.9	-
22Mn		853	1447	36.9	-
18Mn1.6Al		850	1482	45.0	-
18Mn1.9Al		885	1527	64.9	-

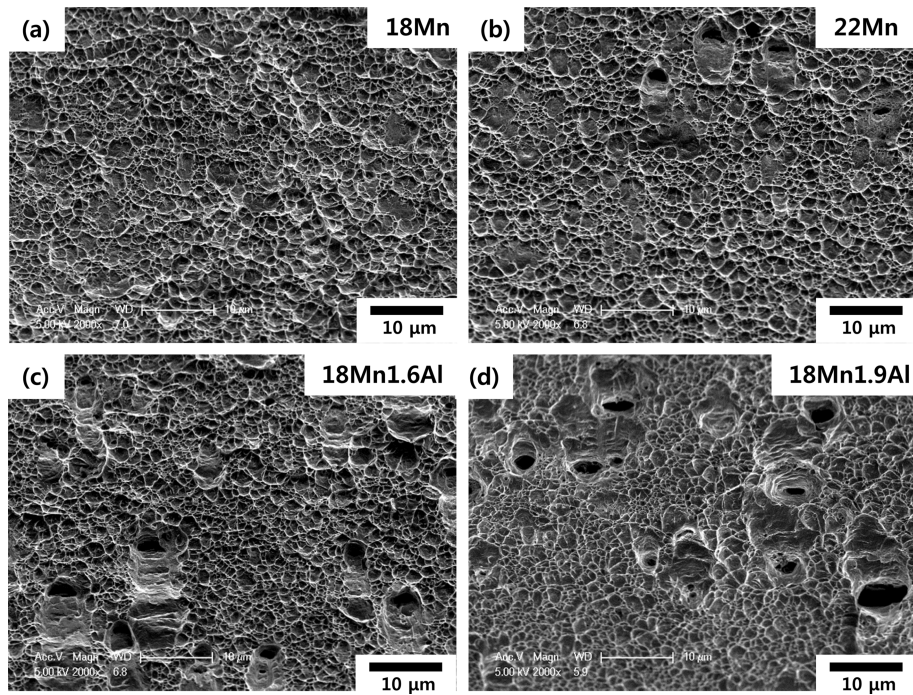


Fig. 7. SEM images of the tensile specimens fractured at room-temperature at the strain rate of 10^{-3} sec^{-1} of the (a) 18Mn, (b) 22Mn, (c) 18Mn1.6Al, and (d) 18Mn1.9Al steels.

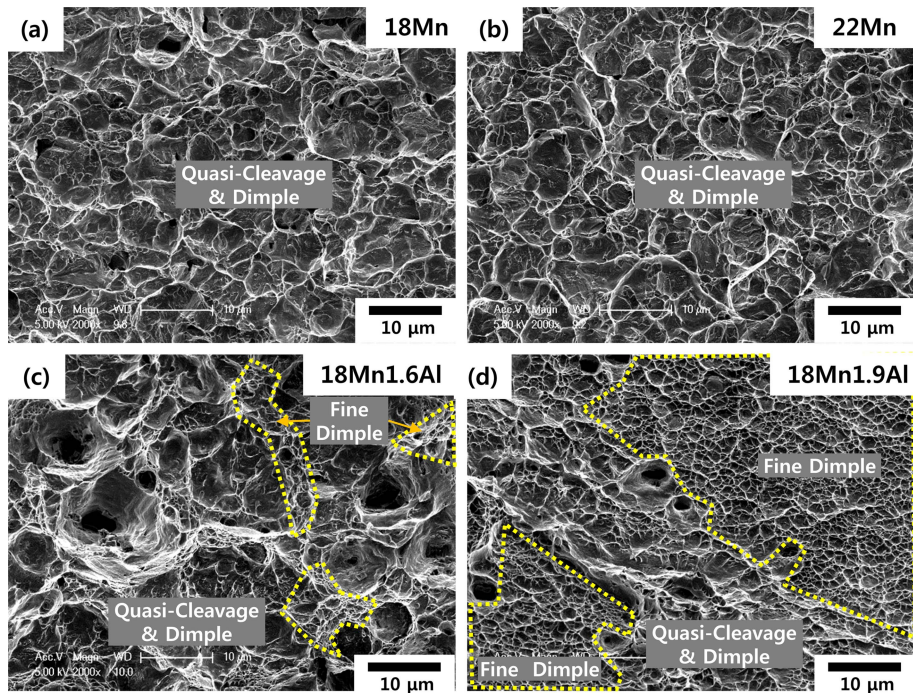


Fig. 8. SEM images of the tensile specimens fractured at -196°C of the (a) 18Mn, (b) 22Mn, (c) 18Mn1.6Al, and (d) 18Mn1.9Al steels.

Fig. 7과 8에 변형률 속도 10^{-3} sec^{-1} 의 상온과 -196°C 에서 파괴된 인장 시편의 파면을 주사전자현미경으로 관찰하여 나타내었다. 상온의 파면은 대부분 연성의

딴플(dimple)로 관찰되며, 딴플의 크기는 $1\sim 3 \mu\text{m}$ 정도이다. 반면, -196°C 에서 파괴된 인장 시편의 파면은 준벽개 파면(quasi-cleavage fracture surfaces) 또는 딴플이 함

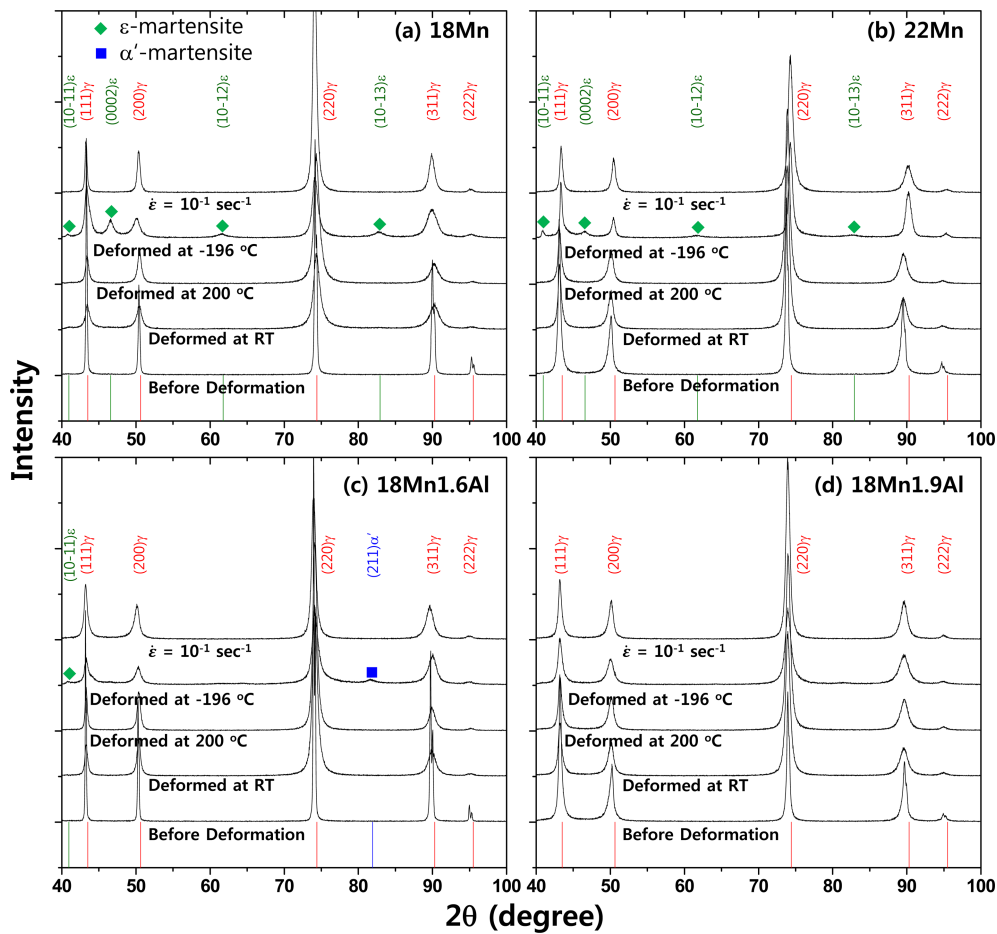


Fig. 9. X-ray diffraction patterns of the high Mn TWIP steels after tensile tests for the (a) 18Mn, (b) 22Mn, (c) 18Mn1.6Al, and (d) 18Mn1.9Al steels.

게 나타난다. Al 미첨가 강에서의 파면의 크기는 5~10 μm 정도이다. Al 첨가 강에서는 5~10 μm 정도의 큰 파면도 나타나지만, 1~3 μm 정도 크기의 매우 작은 딥플도 관찰된다(Fig. 8의 노란색 점선원).

4. 고 찰

4.1 인장 시험 후 미세조직의 변화

Fig. 9에 다양한 변형률 속도와 온도에서의 인장 시험 후 X-선 회절분석 결과를 나타내었다. 인장 시험 전 모든 시편과 상온 및 200 °C에서 인장 시험한 모든 시편에서는 오스테나이트 피크만 나타나고, -196 °C에서 인장 시험한 시편에서는 시편에 따라 오스테나이트와 마르텐사이트 피크가 관찰된다. 즉, Al 미첨가 TWIP 강에서는 오스테나이트와 ϵ -마르텐사이트 피크가 나타나고, 18Mn1.6Al 강에서는 오스테나이트, ϵ -마르텐사이트, α' -마르텐사이트 피크가 나타난다. 18Mn1.9Al 강에서는 오스테나이트 피크만 나타난다. 고망간 TWIP 강의 마르텐

사이트 변태는 적층 결함 에너지와 관련이 있으며, 적층 결함 에너지가 15~20 mJm^{-2} 이상일 때 쌍정이 잘 형성되고, 이보다 낮을 때는 마르텐사이트 변태가 발생한다고 보고되어 있다.^{2,18-21} 또한 쌍정이 잘 발생하는 적층 결함 에너지 범위보다 높은 적층 결함 에너지 범위에서는 슬립이 잘 일어난다. Mn과 Al의 함량은 증가할수록, 그리고 온도가 증가할수록 적층 결함 에너지가 증가한다고 알려져 있다. 본 연구에서는 상온과 200 °C에서는 높은 적층 결함 에너지로 쌍정이 잘 발달하였지만, 온도가 -196 °C로 감소하면 적층 결함 에너지의 감소로 인장 시험 시 마르텐사이트 변태가 발생하는 결과가 나타났다. 그러나 18Mn1.9Al 강은 높은 Al의 함량으로 여전히 높은 적층 결함 에너지로 인해 -196 °C에서 인장 시험을 하여도 마르텐사이트 변태가 일어나지 않았다.

4.2 인장 특성에 미치는 변형률 속도의 영향

Dieter 등은 강도, 인성, 항복비, 가공경화지수 등과 같은 기계적 특성은 시험 시 변형률 속도와 온도에 의해

변화된다고 보고하고 있으며, 다음의 관계식으로 설명하였다.⁶⁾

$$\sigma = C(\dot{\epsilon})^m \Big|_{\epsilon, T} \quad (1)$$

여기서 σ 은 강도, $\dot{\epsilon}$ 는 변형률 속도, m 은 변형률 속도 민감도, T 는 온도이다. 여기서 강도는 변형률 속도가 증가함에 따라 증가하며, 이 때 변형률 속도는 가동전위의 속도와 관련이 있으며 아래의 식으로 계산된다.

$$\dot{\epsilon} = \rho b v \quad (2)$$

여기서 ρ 는 가동전위 밀도, b 는 버거스 벡터, v 는 가동전위의 속도이다. 일반적으로 구조용철강 재료의 가동전위의 속도는 변형률 속도가 증가함에 따라 증가하며, 그 결과 이동한 전위들은 서로 상호작용으로 엉키게 되고 강도가 증가하게 된다.⁶⁾ 그리고 변형률 속도가 증가하게 되면 가동전위가 이동할 만한 충분한 시간이 없기 때문에 항복강도는 증가하게 된다. TWIP 강은 전위뿐만 아니라 쌍정, 슬립, 마르텐사이트 변태 등이 변형에 의해 복잡하게 발생하기 때문에, 변형률 속도의 변화에 따라 인장 특성은 더욱 크게 변화될 수 있다.

본 연구에서는 변형률 속도가 증가함에 따라 TWIP 강의 항복강도와 항복비는 증가하고, 인장강도와 연신율은 감소하였다. 항복비는 가공경화효과와 연관이 있으며, 항복비와 가공경화능은 서로 반비례관계를 갖는다.⁷⁾ 변형률 속도가 높은 경우, 가동전위의 이동도가 높아 변형시 쌍정과 전위는 빠르게 상호작용하게 된다. 그리고 변형률 속도가 증가하게 되면 가동전위가 이동할 만한 충분한 시간이 없기 때문에 강도는 증가하게 된다. 따라서 국부적인 영역에서 가공경화 효과가 빠르게 발생하게 되고, 이 영역에서의 응력집중으로 고망간 TWIP 강의 인장강도와 연신율은 변형률 속도가 증가할수록 감소하게 된다.

변형률 속도의 변화는 serration 현상에도 영향을 미치는데, 변형률 속도가 증가함에 따라 serration이 감소하였다. Hong 등은 Al 미첨가 고망간 TWIP 강의 serration 현상을 국부적인 영역에서의 Portevin-Le Chatelier 변형밴드와 쌍정의 상호작용으로 설명하였다.¹⁷⁾ 그 외에도 serration 현상은 이러한 Portevin-Le Chatelier 변형밴드에 의한 동적 변형 시효에 의해 설명되고 있다.⁸⁻¹¹⁾ 변형률 속도가 증가하면 가동전위들이 쌍정과 빠르게 상호작용을 일으키게 되고 국부적인 영역에서 가공경화능을 높여 결국 Portevin-Le Chatelier 변형밴드와 쌍정의 상호작용이 일어나지 않도록 하여 serration 현상을 억제하게 된다.

4.3 인장 특성에 미치는 온도의 영향

유동 곡선에서 강도의 온도 의존성은 아래의 식으로 표현된다.⁶⁾

$$\sigma = C \cdot \exp [Q/RT] \Big|_{\epsilon, \dot{\epsilon}} \quad (3)$$

여기서 C 는 상수, Q 는 소성 변형에 필요한 활성화 에너지 [$J \cdot mol^{-1}$], R 는 기체 상수 [$8.314 J \cdot mol^{-1} K^{-1}$], T 는 온도 [K]이다. 즉 온도가 증가함에 따라 강도가 감소한다. TWIP 강에서도 온도가 감소함에 따라 적층결함에너지가 변화하게 되고, 결국 쌍정의 발생, 마르텐사이트 변태, 슬립이 영향을 받기 때문에 인장 특성이 변화한다.

상온과 200 °C에서는 적층결함에너지가 높아서 마르텐사이트 변태가 일어나지 않고 연성파괴가 발생하기 때문에 인장 특성의 변화가 크지 않다. 즉 온도가 증가함에 따라 인장 강도는 약간 감소하고, 연신율은 약간 증가하였다. 반면, -196 °C에서는 적층결함에너지가 낮기 때문에 마르텐사이트 변태가 발생하고 취성파괴가 일어나기 때문에 인장 특성이 크게 변화하였다. -196 °C에서 인장 시험한 Al 미첨가 고망간 TWIP 강은 마르텐사이트 변태로 인해 온도가 감소함에 따라 강도가 증가하나, 취성파괴로 연신율은 감소하였다. 18Mn 강의 -196 °C에서의 인장강도는 상온에 비해 낮았으며, 이는 빠른 취성파괴 때문으로 판단된다. 18Mn1.6Al 강의 -196 °C에서의 인장강도는 마르텐사이트 변태로 인해 상온에 비해 크게 증가하였고, 연신율은 약간 감소하였다. 저온에서는 변형 초기에 형성된 쌍정과 전위 셀 등이 인장 특성에 영향을 미쳐 연신율을 감소시킨다.^{22,23)} 본 연구에서는 고망간 TWIP 강의 연신율이 온도가 감소함에 따라 감소하는데, 이는 적층결함 에너지의 감소로 마르텐사이트 변태가 일어나는 것과 변형 초기 발생한 쌍정과 전위의 빠른 상호작용 때문이다.

온도의 변화는 serration 현상에도 영향을 미치는데, 이는 동적 변형 시효와 가공경화능이 온도에 영향을 받기 때문이다.^{6,16)} 동적 변형 시효는 C-Mn 쌍과 전위의 상호작용과 연관이 있으며, 탄소의 확산속도가 전위의 이동속도보다 빠를수록 탄소 원자가 가동전위의 움직임을 방해하여 전위 이동의 장애물로 작용하게 된다.⁶⁾ 본 연구에서는 온도가 증가함에 따라 탄소 원자의 이동속도가 증가하여 가동전위의 움직임을 방해하여 가공경화능을 높이고, 결국 많은 수의 serration을 발생시키는 원인으로 작용하게 된다. 따라서 200 °C에서의 인장 곡선에는 많은 수의 serration이 관찰되지만, -196 °C에서의 인장 곡선에서는 serration이 거의 발생하지 않는다.

5. 결 론

1) 변형률 속도가 증가함에 따라 상온에서의 강도는 증가하는 반면, 연신율과 인장 곡선에서의 serration의 수는 감소하는데, 이는 변형에 의해 형성된 가동 전위가 국부적인 영역의 전위와 빠르게 상호 작용하였기 때문이다. 상온에서는 변형 후기에 serration이 크게 발생하여 가공경화능에 영향을 미친다.

2) 온도가 증가함에 따라 강도는 감소하지만 연신율은 증가하였다. 그리고 변형 초기와 후기에 거의 고르게 많은 수의 작은 serration이 나타나는데, 이는 가동 전위와 탄소 원자의 이동속도가 온도 상승에 따라 증가했기 때문으로 판단된다. 전위와 탄소 원자 사이의 상호 작용에 의한 가공 경화 효과는 인장 시험의 초기 단계에서 증가하였다.

3) 적층 결함 에너지는 온도가 감소함에 따라 감소하기 때문에 -196°C 에서 시험한 18Mn, 22Mn, 18Mn1.6Al 강에서 마르텐사이트 변태가 발생하였다. 이로 인해 -196°C 에서의 인장 특성에서 Al 미첨가 TWIP 강의 강도는 Al 첨가 TWIP 강에 비해 높은데, 반면 마르텐사이트 변태 및 취성 파괴 때문에 연신율은 낮았다.

4) 18Mn1.9Al 강에서는 마르텐사이트 변태가 일어나지 않았지만 인장 시험의 초기 단계에서 많은 쌍정들이 형성되었고, 이들이 전위와 빠르게 상호 작용하기 때문에 온도가 낮을수록 강도가 증가하였다. 연성은 취성 파괴로 인해 온도가 감소함에 따라 감소하였다.

Acknowledgement

This work was supported by the 2015 Research Fund of University of Ulsan.

References

1. O. Bouaziz, S. Allain and C. Scott, *Scripta Mater.*, **58**, 484 (2008).
2. S. Allain, J. P. Chateau and O. Bouaziz, *Mater. Sci. Eng. A*, **387**, 143 (2004).
3. O. Bouaziz, S. Allain, C. Scott, P. Cugy and D., *Curr. Opin. Solid St. M.*, **15**, 141 (2011).
4. I. Choi, Y. Park, D. Son, S.-J. Kim and M. Moon, *Met. Mater. Int.*, **16**, 27 (2010).
5. N. Ma, T. Park, D. Kim, C. Kim and K. Chung, *Met. Mater. Int.*, **16**, 427 (2010).
6. G. E. Dieter, *Mechanical Metallurgy*, New York, McGraw-Hill Inc. (1990).
7. S. Curtze and V.-T. Kuokkala, *Acta Mater.*, **58**, 5129 (2010).
8. J. E. Jin and Y. K. Lee, *Acta Mater.*, **60**, 1680 (2012).
9. L. Chen, H. S. Kim, S. K. Kim and B. C. De Cooman, *ISIJ Int.*, **47**, 1804 (2007).
10. J. Kim, L. Chen, H. S. Kim, S.-K. Kim, Y. Estrin and B.C. De Cooman, *Metall. Mater. Trans. A*, **40A**, 3147 (2009).
11. A. Roth, T. A. Lebedkina and M. A. Lebyodkin, *Mater. Sci. Eng. A*, **539**, 280 (2012).
12. T. A. Lebedkina, M. A. Lebyodkin, J. P. Chateau, A. Jacques and S. Allain, *Mater. Sci. Eng. A*, **519**, 147 (2009).
13. L. H. De Almeida, I. Le May and P. R. O. Emygdio, *Mater. Charact.*, **41**, 137 (1998).
14. A. H. Cottrell, *Trans. Metall. Soc. AIME*, **212**, 192 (1958).
15. K. S. B. Rose and S. G. Glover, *Acta Metall.*, **14**, 1505 (1966).
16. S. Hong, S. Y. Shin, H. S. Kim, S. Lee, S. Kim, K. Chin and Nack J. Kim, *Metall. Mater. Trans. A*, **43**, 1870 (2012).
17. S. Hong, S. Y. Shin, J. Lee, D-H Ahn, H. S. Kim, S.-K. Kim, K.-G. Chin and S. Lee, *Metall. Mater. Trans. A*, **45**, 633 (2014).
18. G. Frommeyer, U. Brück and P. Neumann, *ISIJ Int.*, **43**, 438 (2003).
19. A. Dumay, J.-P. Chateau, S. Allain, S. Migot and O. Bouaziz, *Mater. Sci. Eng. A*, **483**, 184 (2008).
20. N. S. Lim, H. S. Park, S. I. Kim and C. G. Park, *Met. Mater. Int.*, **18**, 647 (2012).
21. L. Remy and A. Pineau, *Mater. Sci. Eng.*, **28**, 99 (1977).
22. S. Curtze and V.-T. Kuokkala, *Acta Metall.*, **15**, 5129 (2010).
23. G. F. Bolling and R. H. Richman, *Acta Metall.*, **13**, 709 (1965).